

# Hit List

First Hit

Clear

Generate Collection

Print

Fwd Refs

Bkwd Refs

Generate OACS

**Search Results - Record(s) 1 through 2 of 2 returned.**☐ 1. Document ID: JP 2002180193 A

L10: Entry 1 of 2

File: JPAB

Jun 26, 2002

PUB-NO: JP02002180193A

DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 2002180193 A

TITLE: HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT STRETCH-FLANGING PROPERTY AND ITS PRODUCTION METHOD

PUBN-DATE: June 26, 2002

## INVENTOR-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KOBAYASHI, TAKASHI

SHIMIZU, TETSUO

SAKATA, TAKASHI

## ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME

COUNTRY

KAWASAKI STEEL CORP

APPL-NO: JP2000379902

APPL-DATE: December 14, 2000

INT-CL (IPC): C22C 38/00; C21D 9/46; C22C 38/06; C22C 38/14

## ABSTRACT:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a hot rolled steel sheet which has extremely excellent stretch-flanging properties, has tensile strength in a class of 400 to 490 MPa, and is suitable as the stock for automobile parts or the like.

SOLUTION: The hot rolled steel sheet has a composition containing, by mass, 0.01 to 0.05% C, 0.2 to 1.0% Si, 0.8 to 2.0% Mn,  $\leq 0.05\%$  P,  $\leq 0.005\%$  S and 0.01 to 0.10% Al. The steel sheet has a structure consisting of polygonal ferrite having the average crystal grain size of 5 to 20  $\mu\text{m}$  and Vickers hardness of 100 to 150 in  $\geq 85\%$  by volume ratio, and the balance either or both of bainite and filmlike cementite present on the crystal grain boundaries. The average size of the bainite and the average cross-sectional length of the filmlike cementite are controlled to less than the average crystal grain size of polygonal ferrite.

COPYRIGHT: (C)2002,JPO

Full	Title	Citation	Front	Review	Classification	Date	Reference	Abstract	Claims	Summary	Drawings
------	-------	----------	-------	--------	----------------	------	-----------	----------	--------	---------	----------

☐ 2. Document ID: JP 2002180193 A

L10: Entry 2 of 2

File: DWPI

Jun 26, 2002

DERWENT-ACC-NO: 2002-669715

DERWENT-WEEK: 200272

COPYRIGHT 2007 DERWENT INFORMATION LTD

TITLE: Hot-rolled sheet steel used for components of motor vehicle, contains preset amount of polygonal ferrite with specific average grain size, and remainder of filmy bainite and/or cementite

PATENT-ASSIGNEE: KAWASAKI STEEL CORP (KAWI)

PRIORITY-DATA: 2000JP-0379902 (December 14, 2000)

## PATENT-FAMILY:

PUB-NO	PUB-DATE	LANGUAGE	PAGES	MAIN-IPC
<u>JP 2002180193 A</u>	June 26, 2002		008	C22C038/00

## APPLICATION-DATA:

PUB-NO	APPL-DATE	APPL-NO	DESCRIPTOR
JP2002180193A	December 14, 2000	2000JP-0379902	

INT-CL (IPC): C21D 9/46; C22C 38/00; C22C 38/06; C22C 38/14

ABSTRACTED-PUB-NO: JP2002180193A

## BASIC-ABSTRACT:

NOVELTY - A hot-rolled sheet steel contains 85 volume% or more of polygonal ferrite with average grain size of 5-20  $\mu$ m and Vickers hardness of 100-150, and remainder of filmy bainite and/or cementite. The mean diameter of bainite and average cross-sectional strength of filmy cementite are less than average grain size of polygonal ferrite.

DETAILED DESCRIPTION - A hot-rolled sheet steel contains (in mass%) carbon (0.01-0.05), silicon (0.2-1), manganese (0.8-2), phosphorus (0.05 or less), sulfur (0.005 or less), aluminum (0.01-0.10) with remainder of iron and impurities. The sheet steel contains 85 volume% or more of polygonal ferrite with average grain size of 5-20  $\mu$ m and Vickers hardness of 100-150, and remainder of filmy bainite and cementite. The mean diameter of bainite and average cross-sectional strength of filmy cementite are less than average grain size of polygonal ferrite.

An INDEPENDENT CLAIM is included for manufacture of hot rolled sheet steel which involves heating slab to 1050-1250 deg. C, performing hot rolling at Ar<sub>3</sub> (transformation temperature) to (Ar<sub>3</sub>+100 deg. C). The rolled steel is cooled to T (deg. C) at average cooling rate of 40-100 deg. C/second. The cooled steel is wound at 400-600 deg. C. The T is represented by relation:  $T \text{ (deg. C)} = 615 - 48.0C - 8.4Mn + 28.6Si$ , where C, Mn and Si are amount of carbon, manganese and silicon (in mass%), respectively.

USE - For components of motor vehicle.

ADVANTAGE - The hot rolled sheet steel excels in elongation flange property and tensile strength.

DESCRIPTION OF DRAWING(S) - The figure is a graph showing relationship of a volume ratio of polygonal ferrite and rate of enlarging of the hole. (Drawing includes non-English language text).

ABSTRACTED-PUB-NO: JP2002180193A

EQUIVALENT-ABSTRACTS:

CHOSEN-DRAWING: Dwg.1/3

DERWENT-CLASS: M24 M27

CPI-CODES: M24-D02; M27-A04; M27-A04A; M27-A04C; M27-A04M; M27-A04S;

Full	Title	Citation	Front	Review	Classification	Date	Reference			Claims	MMIC	Draw De
------	-------	----------	-------	--------	----------------	------	-----------	--	--	--------	------	---------

Clear	Generate Collection	Print	Fwd Refs	Bkwd Refs	Generate @ACS
-------	---------------------	-------	----------	-----------	---------------

Terms	Documents
2002180193	2

Display Format:

[Previous Page](#)

[Next Page](#)

[Go to Doc#](#)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-180193

(P2002-180193A)

(43) 公開日 平成14年6月26日 (2002. 6. 26)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テマコード* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 W 4 K 0 3 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	T
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/14		38/14	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願2000-379902(P2000-379902)

(22) 出願日 平成12年12月14日 (2000. 12. 14)

(71) 出願人 000001258

川崎製鉄株式会社

兵庫県神戸市中央区北本町通1丁目1番28号

(72) 発明者 小林 崇

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(72) 発明者 清水 哲雄

岡山県倉敷市水島川崎通1丁目(番地なし) 川崎製鉄株式会社水島製鉄所内

(74) 代理人 100072051

弁理士 杉村 興作 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 伸びフランジ性に優れる熱延鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 自動車部品等の素材として好適な、極めて優れた伸びフランジ性を有する、引張強さが400～490MPa級の熱延鋼板について、提案する。

【解決手段】 C: 0.01～0.05質量%、Si: 0.2～1.0質量%、Mn: 0.8～2.0質量%、P: 0.05質量%以下、S: 0.005質量%以下およびAl: 0.01～0.10質量%を含む組成の熱延鋼板において、平均結晶粒径が5～20μmかつヴィッカーズ硬度が100～150であるポリゴナルフェライトを体積率にて85%以上とし、かつ残部はベイナイトおよび結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方または両方とし、ベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長をポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満とする。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】C：0.01～0.05質量％、

Si：0.2～1.0 質量％、

Mn：0.8～2.0 質量％、

P：0.05質量％以下、

S：0.005 質量％以下および

Al：0.01～0.10質量％

を含み、残部Feおよび不可避的不純物の組成を有し、平均結晶粒径が5～20μmかつヴィッカーズ硬度が100～150であるポリゴナルフェライトを、体積率にて85%以上含有し、残部がベイナイトおよび結晶粒界に存在する膜状セメントタイトのいずれか一方または両方からなり、ベイナイトの平均径および膜状セメントタイトの平均断面長がポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満であることを特徴とする、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板。

【請求項2】C：0.01～0.05質量％、

Si：0.2～1.0 質量％、

Mn：0.8～2.0 質量％、

P：0.05質量％以下、

S：0.005 質量％以下および

Al：0.01～0.10質量％

を含み、さらに下記(a)群および(b)群から選ばれた1群または2群を含有し、残部Feおよび不可避的不純物の組成を有し、平均結晶粒径が5～20μmかつヴィッカーズ硬度が100～150であるポリゴナルフェライトを、体積率にて85%以上含有し、残部がベイナイトおよび結晶粒界に存在する膜状セメントタイトのいずれか一方または両方からなり、ベイナイトの平均径および膜状セメントタイトの平均断面長がポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満であることを特徴とする、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板。

## 記

(a)群：CaおよびREM から選ばれた1種または2種を合計で0.001～0.010 質量％

(b)群：TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で0.01～0.10質量％

【請求項3】C：0.01～0.05質量％、

Si：0.2～1.0 質量％、

Mn：0.8～2.0 質量％、

P：0.05質量％以下、

S：0.005 質量％以下および

Al：0.01～0.10質量％

を含む鋼片を、1050～1250℃の温度に加熱した後、仕上圧延機出側温度がAr<sub>3</sub>変態点～(Ar<sub>3</sub>変態点+100℃)の温度域となる熱間圧延を施し、次いで少なくとも下記の式にて定義される温度Tまでの温度範囲を40～100℃/sの平均冷却速度で冷却し、その後400～600℃の温度で巻き取ることを特徴とする伸びフランジ性に優れた熱延鋼板の製造方法。

## 記

T(℃)=615-48.0C-8.4Mn+28.6Si

ただし、C、MnおよびSiは各元素の含有量(質量％)

【請求項4】 請求項3において、鋼片は、さらに下記(a)群および(b)群から選ばれた1群または2群を含有する成分組成を有することを特徴とする伸びフランジ性に優れた熱延鋼板の製造方法。

## 記

(a)群：CaおよびREM から選ばれた1種または2種を合計で0.001～0.010 質量％

(b)群：TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で0.01～0.10質量％

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明の属する技術分野】この発明は、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板、特に引張強さが400～490MPa級である熱延鋼板の伸びフランジ性を向上することに関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】自動車のシャシー関連の部品、特にサスペンションアーム等の部品の素材としては、引張強さが400～490MPa級の熱延鋼板が多用されている。また、この種の部品類のプレス加工は、伸びフランジ部位の破断により、その成形の可否が支配されることが多く、素材となる鋼板には高い伸びフランジ性が求められる。さらに、近年では、部品配置やデザイン面からの要求上、各種シャシー部品についても、より複雑な形状が必要とされる状況も散見されるようになった。このため、引張強さが400～490MPa級である自動車用熱延鋼板に対して、伸びフランジ性の一層の向上が要請されている。

【0003】ここに、鋼板の伸びフランジ性を向上させる方策としては、鋼板組織中の第二相や介在物を低減することが有効であると言われている。この第二相や介在物の塑性変形能は、主相のそれとは大きく異なるため、鋼板が加工される際には主相と第二相や介在物との界面にて応力集中が生ずる。そのため、伸びフランジ成形時の破断の起点となる微細なクラックが、伸びフランジ成形に先立つ剪断時あるいは伸びフランジ成形の進行過程において、第二相や介在物と主相との境界部にて生成しやすい。したがって、第二相や介在物の量を低減してクラック発生の起点を極力少なくすることが、伸びフランジ性の向上に大きく寄与するのである。

【0004】以上の点から、伸びフランジ性に優れた鋼板としては単相組織鋼が理想的であり、複合組織鋼においては、複合組織を構成する各相間の塑性変形能の差が小さい、つまり各相間の硬度差が小さいことが好ましいとされている。このような考え方に沿った伸びフランジ成形性に優れた熱延鋼板として、ベイナイトあるいはベイニティックフェライトを主体組織とする鋼板が、多数提案されている。

50 【0005】例えば、特公平7-74378号公報に

は、C : 0.02~0.14質量%、P ≤ 0.020 質量%、Si : 0.4~2.0 質量%、S ≤ 0.01質量%、Mn : 0.3~2.0 質量%およびAl : 0.005~0.10質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を、Ar<sub>3</sub> 変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、CとMn量によって規定される所定の冷却速度で冷却し、350~550℃で巻き取ることによって、ベイナイトを主体とする組織とする、穴抜け性に優れた高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。また、特開平6-172924号公報には、C : 0.03~0.20質量%、Si : 0.2~2.0 質量%、Mn ≤ 2.5 質量%、P ≤ 0.08質量%およびS ≤ 0.005 質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼であって、ベイニティックフェライトあるいはフェライトとベイニティックフェライトとを主体とする組織を有する、伸びフランジ加工性に優れた高張力熱延鋼板が提案されている。さらに、特開平9-170048号公報には、C : 0.05~0.20質量%、Si : 0.1~2.0 質量%、Mn : 0.5~2.5 質量%、P : 0.005~0.1 質量%、S ≤ 0.01質量%およびAl ≤ 0.1 質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼であって、微細フェライトとベイナイトとを主体とし、結晶粒界に板状セメンタイトが所定比率および所定寸法にて存在する組織を有する、疲労特性と穴抜け性に優れた高張力熱延鋼板が開示されている。

【0006】しかし、上記技術による鋼板は、いずれも引張強さが490MPa以上である高張力熱延鋼板を対象とするものであり、引張強さが400~490MPa級の熱延鋼板に対して直ちに適用できるものではない。

【0007】一方、引張強さが400~490MPa級の熱延鋼板の伸びフランジ性向上に関する技術としては、特公平1-32293号公報や特公平7-47798号公報等が開示されている。例えば、特公平1-32293号公報には、C ≤ 0.08質量%、Si : 0.1~1.0 質量%、Mn : 0.5~1.4 質量%、P ≤ 0.020 質量%、S ≤ 0.010 質量%、Al : 0.020~0.100 質量%およびN ≤ 0.0060質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなる鋼を1100℃以上の温度に加熱し、Ar<sub>3</sub> 変態点以上の仕上温度で熱間圧延し、600~740℃で巻き取ることによる、加工性の優れた熱延鋼板の製造方法が開示されている。また、特公平7-47798号公報には、C : 0.02~0.07質量%、Si : 0.4~1.5 質量%、Mn : 0.5~1.5 質量%、P ≤ 0.02質量%、S ≤ 0.005 質量%およびAl : 0.01~0.10質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物からなり、円相当半径が0.1 μm以上の大きさのセメンタイトの組織率が0.1%以下で、マルテンサイトの組織率が1%以下である、バーリング性と延性に優れた熱延鋼板およびその製造方法が開示されている。

【0008】しかし、これらの技術によって得られる熱延鋼板の伸びフランジ性は、穴抜け率を指標とすると80~130%であり、近年の要求水準に対しては必ずしも十分とはいえないところに問題が残る。

#### 【0009】

【発明が解決しようとする課題】そこで、この発明は、上記従来技術が抱える問題点を解決し、自動車部品等の素材として好適な、極めて優れた伸びフランジ性を有する、引張強さが400~490MPa級の熱延鋼板およびその製造方法について、提案することを目的とするものである。

#### 【0010】

【課題を解決するための手段】発明者らは、上記した課題を解決するため、伸びフランジ性に及ぼす鋼板の組成およびマイクロ組織の影響について、鋭意研究を重ねた。その結果、所定の化学組成を有する熱延鋼板の組織を、ポリゴナルフェライトを主相とし、残部がベイナイトまたは結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方あるいは両方からなる第二相とし、ポリゴナルフェライト相の体積率、粒径、硬度ならびに第二相の大きさを所定のものとするることにより、鋼板に優れた伸びフランジ性を発現させ得ることを見出した。

【0011】さらに、発明者らは、化学成分を所定の範囲に調整した鋼を、所定の条件下で熱間圧延することにより、鋼板のマイクロ組織が上記の構成となり、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板を製造することが可能であるという知見も得た。この発明は上記した知見に基づいて成されたものである。

【0012】すなわち、この発明の要旨構成は、次のとおりである。

(1) C : 0.01~0.05質量%、Si : 0.2~1.0 質量%、Mn : 0.8~2.0 質量%、P : 0.05質量%以下、S : 0.005 質量%以下およびAl : 0.01~0.10質量%を含み、残部Feおよび不可避的不純物の組成を有し、平均結晶粒径が5~20 μmかつヴィッカース硬度が100~150であるポリゴナルフェライトを、体積率にて85%以上含有し、残部がベイナイトおよび結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方または両方からなり、ベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長がポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満であることを特徴とする、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板。

【0013】(2) C : 0.01~0.05質量%、Si : 0.2~1.0 質量%、Mn : 0.8~2.0 質量%、P : 0.05質量%以下、S : 0.005 質量%以下およびAl : 0.01~0.10質量%を含み、さらに下記(a)群および(b)群から選ばれた1群または2群を含有し、残部Feおよび不可避的不純物の組成を有し、平均結晶粒径が5~20 μmかつヴィッカース硬度が100~150であるポリゴナルフェライトを、体積率にて85%以上含有し、残部がベイナイトおよび結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方または両方からなり、ベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長がポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満であることを特徴とする、伸びフランジ性に優れた熱延鋼板。

記

(a) 群: CaおよびREM から選ばれた1種または2種を合計で0.001 ~0.010 質量%

(b) 群: TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で0.01~0.10質量%

【0014】(3) C: 0.01~0.05質量%, Si: 0.2 ~1.0 質量%, Mn: 0.8 ~2.0 質量%, P: 0.05質量%以下、S: 0.005 質量%以下およびAl: 0.01~0.10質量%を含む鋼片を、1050~1250℃の温度に加熱した後、仕上圧延機出側温度がAr<sub>3</sub> 変態点~(Ar<sub>3</sub> 変態点+100℃)の温度域となる熱間圧延を施し、次いで少なくとも下記の式にて定義される温度Tまでの温度範囲を40~100℃/sの平均冷却速度で冷却し、その後400 ~600℃の温度で巻き取ることを特徴とする伸びフランジ性に優れた熱延鋼板の製造方法。

記

$T(℃) = 615 - 48.0C - 8.4Mn + 28.6Si$

ただし、C、MnおよびSiは各元素の含有量(質量%)

【0015】(4) 上記(3)において、鋼片は、さらに下記(a)群および(b)群から選ばれた1群または2群を含有する成分組成を有することを特徴とする伸びフランジ性に優れた熱延鋼板の製造方法。

記

(a) 群: CaおよびREM から選ばれた1種または2種を合計で0.001 ~0.010 質量%

(b) 群: TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で0.01~0.10質量%

【0016】

【発明の実施の形態】次に、この発明の熱延鋼板について、まず、化学組成における各成分の限定理由について説明する。

C: 0.01~0.05質量%

Cは、固溶強化および硬質な第二相の形成を通じて、鋼を高強度化する作用を有する元素であり、Cを添加することによって低廉な溶製コストでも鋼の強度を高めることができる。しかし、C含有量が0.05質量%を超えると、第二相が生成しやすくなり、主相であるフェライトの体積率を所定量以上にすることが困難になる。一方、Cの含有量が0.01質量%未満では、溶製コストが嵩む上、必要な強度を確保するためにC以外の高価な合金元素を多量に添加する必要が生じて経済上不利となる。このため、C量は0.01~0.05質量%の範囲に限定する。

【0017】Si: 0.2 ~1.0 質量%

Siは、固溶強化により鋼を強化する元素である。また、フェライト変態を促進し、ポリゴナルフェライトの生成を容易にする作用も有する。このSiの添加によって主相のフェライトが強化されると、第二相との相間硬度差が減少することにより、鋼板の伸びフランジ性が向上する効果も得られる。このような作用および効果は、Si含有量が0.2質量%以上で認められる。一方、1.0 質量%を

超えて含有すると、鋼板の表面性状が顕著に悪化する。このため、Si量は0.2~1.0 質量%の範囲に限定した。

【0018】Mn: 0.8 ~2.0 質量%

Mnは、固溶強化により鋼を強化する元素である。この発明で所望する強度を確保するには、Mn含有量が0.8 質量%以上であることが望ましい。一方、Mn量が2.0質量%を超えると、鋼板組織中に中心偏析層やバンド状の第二相が形成されやすくなり、鋼板の伸びフランジ性の低下を招く。このため、Mn量は0.8~2.0 質量%の範囲に限定した。

【0019】P: 0.05質量%以下

Pは、鋼中に不純物として存在する元素であり、多量のPは鋼板の成形性や溶接性を低下させるため、Pの含有量は0.05質量%以下に限定する。なお、より望ましくは0.03質量%以下である。

【0020】S: 0.005 質量%以下

Sは、鋼中に不純物として存在する元素であり、多量のSは鋼中介在物の形成を通じて鋼板の伸びフランジ性を低下させるため、Sの含有量は0.005 質量%以下に限定する。なお、より望ましくは0.003 質量%以下である。

【0021】Al: 0.01~0.10質量%

Alは、鋼の脱酸のために添加される元素であり、Al添加量が0.01質量%未満では十分な脱酸効果が得られない。また、添加量が0.10質量%を超えると、脱酸効果が飽和する上、鋼中介在物の増加を招く。このため、Alの含有量は0.01~0.10質量%に限定する。

【0022】さらに、この発明の鋼板では、必要に応じて、上記した化学成分に加えて、次の(a)群および(b)群から選ばれた1群または2群を含有することができる。

(a群): CaおよびREM から選ばれた1種または2種を合計で0.001 ~0.010 質量%

CaおよびREM は、硫化物系介在物の形態を制御する作用を有し、これにより鋼板の伸びフランジ性を向上させる効果を有する。この効果は、CaおよびREM のうちから選ばれた1種または2種を合計した含有量が0.001 質量%未満になると十分に得られず、一方0.01質量%を超えて添加しても効果が飽和するのに反しコスト増をまねくことになる。このため、CaおよびREM の1種または2種を合計した含有量は、0.001 ~0.010 質量%に限定する。

【0023】(b群): TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で0.01~0.10質量%

TiおよびNbは、鋼中に炭化物や窒化物を形成し、これら炭窒化物による析出強化により鋼を高強度化する作用を有する。このような効果は、TiおよびNbから選ばれた1種または2種を合計で、0.01質量%以上で認められる。一方、合計で0.10質量%を超えて含有しても効果が飽和するのに反しコスト増をまねくことになる。このため、TiおよびNbの1種または2種を合計した含有量は、合計で0.01~0.10質量%の範囲に限定する。なお、上記の成

分元素以外の残部成分は、Feおよび不可避免的不純物からなるものである。

【0024】次に、この発明の熱延鋼板におけるミクロ組織の構成について説明する。この発明の鋼板は、平均結晶粒径が $5\sim 20\mu\text{m}$ かつヴィッカース硬度が100～150であるポリゴナルフェライトを主相とし、残部がベイナイトあるいは結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方または両方からなる第二相であり、ベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長がポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満であることを特徴とする。

【0025】〔主相〕この発明の鋼板は、ポリゴナルフェライトを主相とする。ポリゴナルフェライトは軟質で高い変形能を有する相であり、鋼板に優れた成形性を付与するために好適な相である。ポリゴナルフェライトの体積率が85%未満では、図1にポリゴナルフェライトの体積率と穴抜け率との関係を示すように、鋼板に十分な成形性が発現せず、また第二相の増加を通じて伸びフランジ性の低下を招く。よって、ポリゴナルフェライトの体積率は85%以上に限定する。ここで、この発明では、穴抜け率が130%をこえる性能を目標としている。なお、図1に示した結果は、後述する実施例における評価結果を整理したものである。

【0026】また、ポリゴナルフェライトの結晶粒径が $5\mu\text{m}$ 未満になると、細粒化による強化に伴って鋼板の延性が低下する。加えて、結晶粒径を $5\mu\text{m}$ 未満とするためには、圧延負荷の増大が避けられず、熱間圧延工程における製造性の低下を招く。一方、ポリゴナルフェライトの結晶粒径が $20\mu\text{m}$ を超える場合には、鋼板加工時に鋼板の表面性状が悪化する。よって、ポリゴナルフェライトの結晶粒径は $5\sim 20\mu\text{m}$ に限定する。

【0027】さらに、ポリゴナルフェライトのヴィッカース硬度が100未満では、所望の鋼板強度が得られない上、第二相との硬度差が大きくなり、図1に示すように、鋼板の伸びフランジ性が低下する。一方、ポリゴナルフェライトのヴィッカース硬度が150を超えると、逆に鋼板強度が高くなり、所望の強度水準を得ることが困難となる。よって、ポリゴナルフェライトのヴィッカース硬度は100～150に限定する。

【0028】〔第二相〕この発明の鋼板の第二相は、ベイナイトあるいは結晶粒界に存在する膜状セメンタイトのいずれか一方または両方からなる。第二相がマルテンサイトやパーライト、あるいは塊状のセメンタイトである場合には、主相であるポリゴナルフェライトとの相間硬度差が大きくなり、図1に示すように、鋼板の伸びフランジ性が低下する。よって、この発明の鋼板の第二相は、ベイナイトおよび／または結晶粒界に膜状に存在するセメンタイトに限定する。なお、セメンタイトは硬質相であるが、結晶粒界に分散して存在する膜状のセメンタイトであれば、粗大な塊状にて存在するセメンタイト

に比べて主相との界面での応力集中度が緩和され、鋼板の伸びフランジ性への悪影響は軽減される。

【0029】ただし、第二相がベイナイトおよび／または膜状セメンタイトであり、この第二相の体積率が15%未満であっても、ベイナイトや膜状セメンタイトが主相のポリゴナルフェライトに対して粗大な第二相として存在する場合には、フェライトとの界面にて微細クラックが生じやすくなり、図2に主相および第二相の平均径比と穴抜け率との関係を示すように、鋼板の伸びフランジ性が低下する。よって、ベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長はポリゴナルフェライトの平均結晶粒径未満とする。なお、図2に示した結果は、後述する実施例における評価結果を整理したものである。また、図2に示した、 $d_{sp}$ はベイナイト平均径および膜状セメンタイト平均断面長の最大値であり、同 $d_{pf}$ はポリゴナルフェライトの平均結晶粒径である。

【0030】なお、この発明でいう膜状セメンタイトの断面長は、鋼板の圧延方向に沿う断面にて観察される、膜状セメンタイトの切断面の長軸長を指し、また膜状セメンタイトの厚さは概ね $1\mu\text{m}$ 以下のものを対象とする。

【0031】この発明の鋼板は、上記の化学組成および複合組織を有する熱延鋼板であり、さらに、その表面に樹脂や油脂、あるいは各種塗装や電気メッキ等の皮膜または塗膜を形成することも可能である。

【0032】次に、この発明の鋼板の製造方法について詳しく説明する。まず、上記した成分組成を有する鋼を溶製し、通常の方法で鍛造し、鋼片とする。この溶製および鍛造は、転炉および連続鍛造機にて行うのが生産効率の点から有利であるが、その他の設備を用いてもかまわない。次いで、鋼片を $1050\sim 1250^{\circ}\text{C}$ の温度範囲に加熱保持した後、仕上圧延機出側温度(FDT)が $\text{Ar}_3$ 変態点 $\sim (\text{Ar}_3+100)^{\circ}\text{C}$ となる熱間圧延を施し、この圧延終了後に少なくとも下記の式(イ)にて定義される温度Tまでの温度範囲を $40\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の平均冷却速度で冷却し、その後、 $400\sim 600^{\circ}\text{C}$ の温度にて巻き取ることを特徴とする。

記

$$T(^{\circ}\text{C})=615-48.0\text{C}-8.4\text{Mn}+28.6\text{Si} \quad \text{--- (イ)}$$

C, Mn, Siは各元素の含有量(質量%)

【0033】なお、仕上圧延開始前に粗圧延後のシートバーを追加熱し、仕上圧延機出側温度の低下防止を図っても良い。また、粗圧延後のシートバーを接合して仕上圧延工程を連続化してもよい。以下に、各製造条件の限定理由を説明する。

【0034】〔鋼片加熱温度： $1050\sim 1250^{\circ}\text{C}$ 〕所定の仕上圧延機出側温度にて熱間圧延を終了し、所望の特性の熱延板を得るためには、熱間圧延前の鋼片を適当な温度に加熱しておく必要がある。すなわち、鋼片の加熱温度が $1050^{\circ}\text{C}$ 未満の場合には、後述する仕上圧延機出側温度



条件を満たすことが困難となる。一方、鋼片の加熱温度が1250℃をこえると、加熱時に鋼片組織が過度に粗大化し、圧延後に所望の鋼板組織を得ることが難しくなる。よって、鋼片の加熱温度は1050～1250℃に限定する。

【0035】〔仕上圧延機出側温度：Ar<sub>3</sub> 変態点～(Ar<sub>3</sub> +100)℃〕熱間圧延の仕上圧延機出側温度がAr<sub>3</sub> 変態点を下回ると、圧延方向に展伸したフェライト組織や未再結晶フェライト組織が形成され、鋼板材質の異方性が大きくなるとともに、鋼板の成形性が低下する。一方、仕上圧延機出側温度が(Ar<sub>3</sub> +100)℃を超えると、鋼板組織が粗大化しやすく、所望の組織が形成されにくくなる。よって、仕上圧延機出側温度はAr<sub>3</sub> 変態点～(Ar<sub>3</sub> +100)℃に限定する。

【0036】〔冷却条件〕仕上圧延後から巻取りまでの冷却は鋼板のミクロ組織を調整する上で重要な工程である。この発明の鋼板の製造に際しては、フェライト変態を十分に進行させつつ、パーライト変態およびマルテンサイト変態を回避する冷却条件を選択する必要がある。上記の式(イ)にて定義される温度Tは、この発明の鋼板の連続冷却変態曲線図におけるパーライト変態のノーズ先端温度に相当するものである。よって、仕上圧延後から巻取までの冷却中において、パーライトの生成を回避するためには、仕上圧延機出側温度から少なくとも上記温度Tまでの温度範囲を所定の冷却速度で冷却する必要がある。

【0037】すなわち、上記温度Tまでの温度範囲における平均冷却速度が40℃/s未満の場合には、冷却中にパーライト変態が起こり、第二相としてパーライトが生成しやすくなる。また、平均冷却速度が100℃/sを超えるとフェライト変態の進行が遅れ、ポリゴナルフェライトの生成が不十分となる。よって、仕上圧延機出側温度から少なくとも上記温度Tまでの平均冷却速度は40～100℃/sに限定する。なお、温度Tから巻取温度までの温度範囲における冷却条件は特に限定しないが、復熱によるパーライト変態の進行を回避し、かつ生産効率を高める観点から、温度Tから巻取温度までも連続して同様の冷却、例えば水冷を行うことが望ましい。

【0038】〔巻取温度〕巻取温度が400℃未満の場合には、第二相としてマルテンサイトが生成しやすくなる上、鋼板形状の悪化も招く。一方、巻取温度が600℃を超える場合には、第二相としてパーライトが生成しやす

くなるとともに、鋼板組織が粗大化して所望の組織を得にくくなる。よって、巻取温度は400～600℃に限定する。

【0039】なお、この発明の鋼板の製造に際しては、必要に応じて酸洗あるいは調質圧延の工程を加えても、この発明による効果が損なわれることはない。また、上記工程に加えて樹脂や油脂コーティング、あるいは各種塗装や電気メッキ等の後処理を施すことも可能である。

【0040】

10 【実施例】表1に示す成分元素を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物よりなる鋼を転炉にて溶製し、連続鋳造にて鋳片とした。得られた鋳片を表2に示す条件にて熱間圧延し、板厚2.9 mmの熱延板とした。次いで、この熱延板を酸洗して鋼板表面の酸化スケールを除去した後、該鋼板より試験片を採取し、そのミクロ組織および機械的特性を調査した。これらの調査結果を表3に示す。

20 【0041】ここで、鋼板のミクロ組織は、圧延方向断面を光学顕微鏡あるいは走査型電子顕微鏡にて観察することにより調査した。すなわち、鋼板中のポリゴナルフェライト量については、倍率400倍の断面組織写真を用いて、任意に設定した50mm四方の正方形領域内のポリゴナルフェライトの占有面積率を画像解析により求め、ポリゴナルフェライトの体積率とした。ポリゴナルフェライトの粒径については、JIS Z 0552の規定に準拠して結晶粒度を測定し、平均結晶粒径に換算した。なお、フェライトの結晶粒度測定と同時にベイナイトの平均径および膜状セメンタイトの平均断面長も併せて測定した。ポリゴナルフェライトのヴィッカース硬度は、微小硬度計を用いて、JIS Z 2244の規定に準拠して測定した。

30 【0042】鋼板の機械的特性は、引張試験および穴拡張試験により測定した。引張試験は、試験方向が圧延方向に平行になるように採取したJIS Z 2204に規定の5号試験片を用いて、JIS Z 2241の規定に準拠して行い、引張強さ(TS)および破断伸び(E1)を測定した。穴拡張試験は、日本鉄鋼連盟規格JFT T 1001の規定に準拠して行い、穴拡張率(λ)を求めて伸びフランジ性の指標とした。

【0043】

40 【表1】

1 1

1 2

鋼	化学成分(質量%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca, REM	Ti, Nb
A	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	—	—
B	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	Ca:0.003	—
C	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	—	Ti:0.02
D	0.015	0.7	1.5	0.01	0.002	0.03	—	—
E	0.015	0.7	1.5	0.01	0.002	0.03	REM:0.008	Nb:0.05
F	0.045	0.8	1.8	0.01	0.001	0.04	—	—
G	0.06	0.3	1.2	0.01	0.001	0.05	—	—
H	0.015	0.3	0.3	0.01	0.002	0.03	—	—
I	0.04	0.1	1.2	0.02	0.001	0.03	—	—

【0044】

\* \* 【表2】

鋼板	鋼	A <sub>r3</sub> 変態点 (°C)	温度 T (°C)	熱間圧延条件			
				加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	平均冷却速 (°C)	巻取温度 (°C)
1	A	815	817	1200	880	50	500
2	A	815	817	1260	920	50	540
3	A	815	817	1200	840	30	600
4	A	815	817	1200	880	—	640
5	B	815	817	1200	880	50	500
6	C	815	817	1200	880	50	500
7	D	815	822	1200	880	50	500
8	E	820	822	1200	880	50	500
9	F	785	821	1200	880	50	500
10	F	785	821	1200	880	80	300
11	G	800	811	1200	860	50	500
12	H	880	820	1200	920	50	540
13	I	805	806	1200	880	50	500

(※)仕上圧延機出側温度～温度Tにおける平均冷却速度

【0045】

※ ※ 【表3】

鋼板	鋼	鋼板組織※						機械的特性				備 考	
		ポリゴナルフェライト			ベイナイト		異状セメント	他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)		TS×λ (GPa%)
		体積率 (%)	平均粒径 (μm)	硬度 (Hv)	平均径 (μm)	平均断面長 (μm)							
1	A	82	9	138	8	2	—	452	39.6	149	87.3	発明例	
2	A	91	14	136	15	5	—	446	39.9	128	57.1	比較例	
3	A	91	12	137	—	4	P	453	39.5	122	55.3	比較例	
4	A	90	11	135	—	3	P	455	39.3	121	55.1	比較例	
5	B	91	9	136	5	3	—	454	40.1	155	70.4	発明例	
6	C	93	8	142	6	3	—	477	38.6	141	67.3	発明例	
7	D	94	11	130	6	3	—	432	41.2	170	73.4	発明例	
8	E	95	8	139	5	—	—	487	37.3	163	76.1	発明例	
9	F	87	7	145	6	3	—	503	35.4	135	67.9	発明例	
10	F	88	6	147	—	—	M	571	31	87	49.7	比較例	
11	G	78	6	143	6	2	—	474	37.7	121	57.4	比較例	
12	H	95	14	98	6	3	—	358	42.8	127	45.5	比較例	
13	I	89	10	133	6	2	P	447	35.5	123	55	比較例	

(※)—:存在せず, P:パーライト, M:マルテンサイト

【0046】この発明の熱延鋼板は、400MPa以上の引張強さと35%以上の破断伸びを有し、穴拡張率が130 %をこえ、かつ強度と穴拡張率とのバランス (TS×λ) が60 GPa%以上と、極めて伸びフランジ性に優れた熱延鋼板となっている。一方、この発明の規定範囲を外れる比較★50

★例の熱延鋼板では、穴拡張率(λ)が130%以下、強度と穴拡張率とのバランス (TS×λ) が60GPa %以下であり、この発明の鋼板と比較すると、伸びフランジ性が不十分であった。なお、図3に、表3に示した評価結果における、引張強さおよび穴拡張率について整理したよう

13

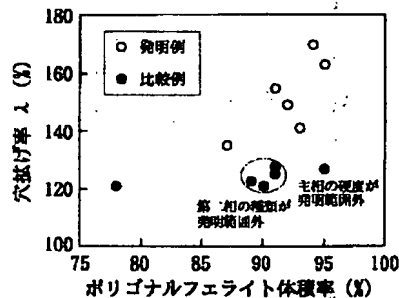
に、両者の差異は明らかである。

【0047】

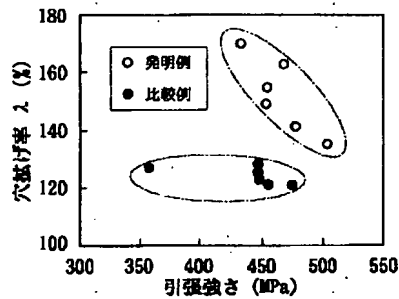
【発明の効果】以上説明したように、この発明によれば、非常に優れた伸びフランジ性を有する、自動車部品に代表される成形品素材として好適な熱延鋼板を提供することができ、産業上格段の効果を奏するものである。

【図面の簡単な説明】

【図1】



【図3】



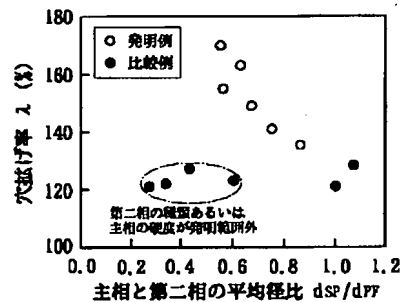
14

【図1】 ポリゴナルフェライトの体積率と穴拡張率との関係を示すグラフである。

【図2】 主相および第二相の平均径比と穴拡張率との関係を示すグラフである。

【図3】 引張強さと穴拡張率との関係を示すグラフである。

【図2】



フロントページの続き

(72)発明者 坂田 敬  
千葉県千葉市中央区川崎町1番地 川崎製  
鉄株式会社技術研究所内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA05 EA15 EA23 EA25  
EA27 FA02 FA03 FC07 FD04  
FE01 FE02

# PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-180193

(43)Date of publication of application : 26.06.2002

---

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C22C 38/06

C22C 38/14

---

(21)Application number : 2000-379902

(71)Applicant : KAWASAKI STEEL CORP

(22)Date of filing : 14.12.2000

(72)Inventor : KOBAYASHI TAKASHI

SHIMIZU TETSUO

SAKATA TAKASHI

---

**(54) HOT ROLLED STEEL SHEET HAVING EXCELLENT STRETCH-FLANGING PROPERTY AND ITS PRODUCTION METHOD**

(57)Abstract:

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To provide a hot rolled steel sheet which has extremely excellent stretch-flanging properties, has tensile strength in a class of 400 to 490 MPa, and is suitable as the stock for automobile parts or the like.

**SOLUTION:** The hot rolled steel sheet has a composition containing, by mass, 0.01 to 0.05% C, 0.2 to 1.0% Si, 0.8 to 2.0% Mn,  $\leq 0.05\%$  P,  $\leq 0.005\%$  S and 0.01 to 0.10% Al. The steel sheet has a structure consisting of polygonal ferrite having the average crystal grain size of 5 to 20  $\mu\text{m}$  and Vickers hardness of 100 to 150 in  $\geq 85\%$  by volume ratio, and the balance either or both of bainite and filmlike cementite present on the crystal grain boundaries. The average size of the bainite and the average cross-sectional length of the filmlike cementite are controlled to less than the average crystal grain size of polygonal ferrite.

---

## LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or

application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's  
decision of rejection]

[Date of extinction of right]

## \* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. \*\*\*\* shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

---

CLAIMS

---

[Claim(s)]

[Claim 1] C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 Below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % is included. the presentation of Remainder Fe and an unescapable impurity -- having -- the diameter of average crystal grain -- 5-20 micrometers and a VIKKASU degree of hardness -- 100-150 it is -- the poly GONARU ferrite Contain 85% or more at the rate of the volume, and the remainder consists of both film-like both [ either or ] which exist in bainite and the grain boundary. Hot rolled sheet steel which is excellent in the elongation flange nature characterized by the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite being under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

[Claim 2] C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 Below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % is included. One group or two groups which were furthermore chosen from the following (a) group and the (b) group are contained. the presentation of Remainder Fe and an unescapable impurity -- having -- the diameter of average crystal grain -- 5-20 micrometers and a VIKKASU degree of hardness -- 100-150 it is -- the poly GONARU ferrite Contain 85% or more at the rate of the volume, and the remainder consists of both film-like both [ either or ] which exist in bainite and the grain boundary. Hot rolled sheet steel which is excellent in the elongation flange nature characterized by the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite being under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

account (a) group: -- calcium and REM from -- one selected sort or two sorts -- the sum total -- 0.001-0.010 mass % (b) group: -- one sort chosen from Ti and Nb, or two sorts -- the sum total -- 0.01 - 0.10 mass % -- [Claim 3] C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 The slab containing below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % The finishing mill appearance side temperature after heating in temperature of 1050-1250 degrees C is Ar3. The hot rolling used as a transformation point - (Ar3 transformation point +100 \*\*) temperature region is performed. Subsequently, the manufacture approach of hot rolled sheet steel of excelling in the elongation flange nature characterized by cooling the temperature requirement to the temperature T defined by the following formula at least with the average cooling rate of 40 - 100 \*\*/s, and rolling round at the temperature of 400 - 600 \*\* after that.

Account  $T(\text{degree-C}) = 615 - 48.0C - 8.4 \text{ Mn} + 28.6 \text{ Si}$ , however C, Mn and Si are the content (mass %) of each element.

[Claim 4] It is the manufacture approach of hot rolled sheet steel of excelling in the elongation flange nature characterized by having the component presentation containing one group or two groups as which slab was further chosen from the following (a) group and the (b) group in claim 3.

account (a) group: -- calcium and REM from -- one selected sort or two sorts -- the sum total -- 0.001-0.010 mass % (b) group: -- one sort chosen from Ti and Nb, or two sorts -- the sum total -- 0.01 - 0.10 mass %

---

[Translation done.]

## \* NOTICES \*

JPO and INPIT are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. \*\*\*\* shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

---

DETAILED DESCRIPTION

---

## [Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Field of the Invention] This invention relates to improving the elongation flange nature of the hot rolled sheet steel which is excellent in elongation flange nature, especially the hot rolled sheet steel whose tensile strength is 400 - 490MPa class.

[0002]

[Description of the Prior Art] As a material of the chassis-related components of an automobile, especially components, such as a suspension arm, the hot rolled sheet steel whose tensile strength is 400 - 490MPa class is used abundantly. Moreover, elongation flange nature with press working of sheet metal of this kind of components high to the steel plate which the propriety of that shaping is governed by the fracture like an elongation flange in many cases, and serves as a material is called for.

Furthermore, in recent years, in requiring [ components arrangement or ] from a design side, the situation that a more complicated configuration is needed also about various chassis components also came to appear here and there. For this reason, tensile strength Much more improvement in elongation flange nature is demanded from the hot rolled sheet steel for automobiles which is 400 - 490MPa class.

[0003] It is said that it is effective to reduce the second phase and inclusion under steel plate organization here as a policy which raises the elongation flange nature of a steel plate. Since the deformability of this second phase and inclusion differs from it of the main phase greatly, in case a steel plate is processed, stress concentration produces it in an interface with the main phase, the second phase, or inclusion. Therefore, in the time of the shear before stretch flanging, or the advance process of stretch flanging, it is easy to generate the detailed crack used as the origin of the fracture at the time of stretch flanging in the boundary section of the second phase, or the inclusion and the main phase. Therefore, reducing the second phase and the amount of inclusion and lessening the origin of crack initiation as much as possible contributes to improvement in elongation flange nature greatly.

[0004] The difference of the deformability of each interphase in which single phase organization steel constitutes [ in / it is ideal and / dual phase steel ] complex tissue from the above point as a steel plate excellent in elongation flange nature is small, that is, it is made desirable for the hardness difference of each interphase to be small. As hot rolled sheet steel which is excellent in the stretch-flanging nature in alignment with such a view, many steel plates which consider bainite or a BEINI tick ferrite as a subject organization are proposed.

[0005] For example, in JP,7-74378,B, it is C:0.02 to 0.14 mass %, and  $P \leq 0.020$  Mass % and Si:0.4 - 2.0 Mass %,  $S \leq 0.01$  mass %, and Mn:0.3 - 2.0 Mass % and aluminum:0.005 - 0.10 mass % are included. It is the steel which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity Ar<sub>3</sub> By hot-rolling with the finishing temperature more than the transformation point, cooling with the predetermined cooling rate specified with C and the amount of Mn, and rolling round by 350 - 550 \*\* The manufacture approach of high tension hot rolled sheet steel excellent in hole expansion property considered as the organization which makes bainite a subject is indicated. Moreover, in JP,6-172924,A, it is C:0.03 to 0.20 mass %, and Si:0.2-2.0. Mass % and  $Mn \leq 2.5$  Mass %,  $P \leq 0.08$  mass %, and



$S \leq 0.005$  Including mass %, it is the steel which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and the high tension hot rolled sheet steel excellent in elongation flange workability which has the organization which makes a subject a BEINI tick ferrite or a ferrite, and a BEINI tick ferrite is proposed. furthermore, to JP,9-170048,A C:0.05 to 0.20 mass %, and Si:0.1 -2.0 Mass % and Mn:0.5 - 2.5 Mass % and P:0.005-0.1 Mass %,  $S \leq 0.01$  mass %, and aluminum  $\leq 0.1$  Mass % is included. It is the steel which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and a detailed ferrite and bainite are made into a subject and the high tension hot rolled sheet steel excellent in a fatigue property and hole expansion property which has the organization where a tabular cementite exists in the grain boundary with a predetermined ratio and a predetermined dimension is indicated.

[0006] However, tensile strength can apply immediately no steel plates by the above-mentioned technique to the hot rolled sheet steel which is 400 - 490MPa class for the high tension hot rolled sheet steel whose tensile strength is 490 or more MPas.

[0007] On the other hand, tensile strength is indicated by JP,1-32293,B, JP,7-47798,B, etc. as a technique about the elongation flange disposition top of the hot rolled sheet steel which is 400 - 490MPa class. for example, to JP,1-32293,B  $C \leq 0.08$  mass % and Si:0.1-1.0 Mass % and Mn:0.5 -1.4 Mass % and  $P \leq 0.020$  Mass % and  $S \leq 0.010$  Mass % and aluminum:0.020 -0.100 Mass % and  $N \leq 0.0060$  mass % are included. The steel which consists of the remainder Fe and an unescapable impurity is heated in temperature of 1100 degrees C or more, and it is Ar3. It hot-rolls with the finishing temperature more than the transformation point, and the manufacture approach of hot rolled sheet steel by rolling round by 600 - 740 \*\* which was excellent in workability is indicated. Moreover, in JP,7-47798,B, it is C:0.02 to 0.07 mass %, and Si:0.4 -1.5. Mass % and Mn:0.5 -1.5 Mass %,  $P \leq 0.02$  mass %, and  $S \leq 0.005$  Mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % are included. It consists of the remainder Fe and an unescapable impurity, and a circle equivalent radius is 0.1. The ratio of organized labor of the cementite of the magnitude more than  $\mu m$  At 0.1% or less, the hot rolled sheet steel excellent in burring nature and ductility whose ratio of organized labor of martensite is 1% or less, and its manufacture approach are indicated.

[0008] However, when the elongation flange nature of the hot rolled sheet steel obtained by these techniques makes the rate of hole expanding an index, it is 80-130 %, and a problem remains in the place which cannot necessarily be said to be enough to a demand level in recent years.

[0009]

[Problem(s) to be Solved by the Invention] Then, this invention solves the trouble which the above-mentioned conventional technique holds, and aims at what is proposed about the hot rolled sheet steel which has the extremely excellent elongation flange nature suitable as materials, such as autoparts, and whose tensile strength is 400 - 490MPa class, and its manufacture approach.

[0010]

[Means for Solving the Problem] Artificers repeated research wholeheartedly about the presentation of a steel plate exerted on elongation flange nature, and the effect of a microstructure in order to solve the above-mentioned technical problem. Consequently, it found out that the elongation flange nature excellent in the steel plate might be made to discover by making the poly GONARU ferrite into the main phase, making the organization of hot rolled sheet steel which has predetermined chemical composition into the second phase which the remainder becomes from both film-like both [ either or ] which exist in bainite or the grain boundary, and making magnitude of the rate of the volume of the poly GONARU ferrite phase, particle size, a degree of hardness, and the second phase into a predetermined thing.

[0011] Furthermore, by hot-rolling the steel which adjusted the chemical entity to the predetermined range under predetermined conditions, the microstructure of a steel plate became the above-mentioned configuration, and artificers also acquired the knowledge that it was possible to manufacture the hot rolled sheet steel which is excellent in elongation flange nature. This invention is accomplished based on the above-mentioned knowledge.

[0012] That is, the summary configuration of this invention is as follows.

(1) C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 Below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % is included. the presentation of Remainder Fe

and an unescapable impurity -- having -- the diameter of average crystal grain -- 5-20 micrometers and a VIKKASU degree of hardness -- 100-150 it is -- the poly GONARU ferrite Contain 85% or more at the rate of the volume, and the remainder consists of both film-like both [ either or ] which exist in bainite and the grain boundary. Hot rolled sheet steel which is excellent in the elongation flange nature characterized by the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite being under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

[0013] (2) C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 Below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % is included. One group or two groups which were furthermore chosen from the following (a) group and the (b) group are contained. the presentation of Remainder Fe and an unescapable impurity -- having -- the diameter of average crystal grain -- 5-20 micrometers and a VIKKASU degree of hardness -- 100-150 it is -- the poly GONARU ferrite Contain 85% or more at the rate of the volume, and the remainder consists of both film-like both [ either or ] which exist in bainite and the grain boundary. Hot rolled sheet steel which is excellent in the elongation flange nature characterized by the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite being under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

account (a) group: -- calcium and REM from -- one selected sort or two sorts -- the sum total -- 0.001-0.010 mass % (b) group: -- one sort chosen from Ti and Nb, or two sorts -- the sum total -- 0.01 - 0.10 mass % [0014] (3) C:0.01 to 0.05 mass %, and Si:0.2 -1.0 Mass %, Mn: 0.8 -2.0 Mass %, below P:0.05 mass %, and S:0.005 The slab containing below mass % and aluminum:0.01 - 0.10 mass % The finishing mill appearance side temperature after heating in temperature of 1050-1250 degrees C is Ar3. The hot rolling used as a transformation point - (Ar3 transformation point +100 \*\*) temperature region is performed. Subsequently, the manufacture approach of hot rolled sheet steel of excelling in the elongation flange nature characterized by cooling the temperature requirement to the temperature T defined by the following formula at least with the average cooling rate of 40 - 100 \*\*/s, and rolling round at the temperature of 400 - 600 \*\* after that.

Account  $T(\text{degree-C}) = 615 - 48.0C - 8.4 \text{ Mn} + 28.6 \text{ Si}$ , however C, Mn and Si are the content (mass %) of each element.

[0015] (4) It is the manufacture approach of hot rolled sheet steel of excelling in the elongation flange nature characterized by having the component presentation containing one group or two groups as which slab was further chosen from the following (a) group and the (b) group in the above (3).

account (a) group: -- calcium and REM from -- one selected sort or two sorts -- the sum total -- 0.001-0.010 mass % (b) group: -- one sort chosen from Ti and Nb, or two sorts -- the sum total -- 0.01 - 0.10 mass % [0016]

[Embodiment of the Invention] Next, the reason for limitation of each component [ in / hot rolled sheet steel / of this invention / chemical composition ] is explained first.

C:0.01 - 0.05 mass % C are elements which have the operation which high-intensity-izes steel through formation of solid solution strengthening and the second hard phase, and cheap ingot cost can also raise the reinforcement of steel by adding C. However, if C content exceeds 0.05 mass %, it will become difficult to become easy to generate the second phase and to carry out the rate of the volume of the ferrite which is the main phase more than the specified quantity. On the other hand, under by 0.01 mass %, when ingot cost increases, in order to secure required reinforcement, the content of C needs to add expensive alloy elements other than C so much, and becomes disadvantageous on economy. For this reason, the amount of C is limited to the range of 0.01 - 0.05 mass %.

[0017] Si: 0.2 -1.0 Mass % Si is an element which strengthens steel by solid solution strengthening. Moreover, a ferrite transformation is promoted and it also has the operation which makes generation of the poly GONARU ferrite easy. If the ferrite of the main phase is strengthened by addition of this Si, when a interphase hardness difference with the second phase decreases, the effectiveness that the elongation flange nature of a steel plate improves will also be acquired. Si content such an operation and effectiveness It accepts above 0.2 mass %. On the other hand, it is 1.0. If contained exceeding mass %, the shape of front planarity of a steel plate will get worse notably. For this reason, amount of Si 0.2-1.0

It limited to the range of mass %.

[0018] Mn: 0.8 -2.0 Mass %Mn is an element which strengthens steel by solid solution strengthening. Mn content is 0.8 in order to secure the reinforcement for which it asks by this invention. It is desirable that it is more than mass %. On the other hand, the amount of Mn If 2.0 mass % is exceeded, the second phase of the shape of a main segregation layer or a band will become is easy to be formed during a steel plate organization, and the fall of the elongation flange nature of a steel plate will be caused. For this reason, amount of Mn 0.8-2.0 It limited to the range of mass %.

[0019] P: Below 0.05 mass % P is the element which exists as an impurity in steel, and in order that a lot of P may reduce the moldability and weldability of a steel plate, it limits the content of P to below 0.05 mass %. In addition, it is below 0.03 mass % more desirably.

[0020] S:0.005 Below for mass % S, the content of S is 0.005, in order that it may be the element which exists as an impurity and a lot of S may reduce the elongation flange nature of a steel plate through formation of the inclusion in steel into steel. It limits to below mass %. In addition, it is 0.003 more desirably. It is below mass %.

[0021] aluminum: 0.01 - 0.10 mass %aluminum is an element added for deoxidation of steel, and deoxidation effectiveness with aluminum addition sufficient by under 0.01 mass % is not acquired. Moreover, if an addition exceeds 0.10 mass %, when the deoxidation effectiveness will be saturated, the increment in the inclusion in steel is caused. For this reason, the content of aluminum is limited to 0.01 - 0.10 mass %.

[0022] Furthermore, in addition to the above-mentioned chemical entity, in the steel plate of this invention, one group or two groups which were chosen from the following (a) group and the (b) group can be contained if needed.

(a group) : -- calcium and REM from -- one selected sort or two sorts -- the sum total -- 0.001-0.010 mass % -- calcium and REM It has the operation which controls the gestalt of sulfide system inclusion, and has the effectiveness of raising the elongation flange nature of a steel plate by this. This effectiveness is calcium and REM. The content which totaled one sort chosen from inside or two sorts is 0.001. If it becomes under mass %, even if it will not fully be obtained but will add exceeding 0.01 mass % on the other hand, it is contrary to effectiveness being saturated and becomes loam Lycium chinense about the increase of cost. For this reason, calcium and REM The content which totaled one sort or two sorts is 0.001-0.010. It limits to mass %.

[0023] (b group) : -- one sort chosen from Ti and Nb, or two sorts -- the sum total -- 0.01 to 0.10 mass % -- Ti and Nb form carbide and a nitride into steel, and have the operation which high-intensity-izes steel by precipitation strengthening by these carbon nitride. Such effectiveness is the sum total and one sort chosen from Ti and Nb or two sorts are accepted above 0.01 mass %. On the other hand, even if contained exceeding 0.10 mass % in total, it is contrary to effectiveness being saturated and becomes loam Lycium chinense about the increase of cost. For this reason, the content which totaled one sort of Ti and Nb or two sorts is limited to the range of 0.01 - 0.10 mass % in total. In addition, remainder components other than the above-mentioned component element consist of Fe and an unescapable impurity.

[0024] Next, the configuration of a microstructure in the hot rolled sheet steel of this invention is explained. the steel plate of this invention -- the diameter of average crystal grain -- 5-20 micrometers and a VIKKASU degree of hardness -- 100-150 it is -- the poly GONARU ferrite is made into the main phase, and it is the second phase which the remainder becomes from both film-like both [ either or ] which exist in bainite or the grain boundary, and is characterized by the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite being under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

[0025] The [main phase] The steel plate of this invention makes the poly GONARU ferrite the main phase. The poly GONARU ferrite is a phase which has high deformability by elasticity, and in order to give the moldability excellent in the steel plate, it is a suitable phase. As the rate of the volume of the poly GONARU ferrite shows the relation between the rate of the volume of the poly GONARU ferrite, and the rate of hole expanding to drawing 1 at less than 85%, sufficient moldability for a steel plate is

not discovered, and the fall of elongation flange nature is caused through the increment in the second phase. Therefore, the rate of the volume of the poly GONARU ferrite is limited to 85% or more. Here, the rate of hole expanding aims at the engine performance which surpasses 130 % in this invention. In addition, the result shown in drawing 1 arranges the evaluation result in the example mentioned later. [0026] Moreover, if the diameter of crystal grain of the poly GONARU ferrite is set to less than 5 micrometers, the ductility of a steel plate will fall with strengthening by grain refining. In addition, in order to set the diameter of crystal grain to less than 5 micrometers, increase of a rolling load is not avoided but the fall of the manufacturability in a hot rolling process is caused. On the other hand, when the diameter of crystal grain of the poly GONARU ferrite exceeds 20 micrometers, the shape of front planarity of a steel plate gets worse at the time of steel plate processing. Therefore, the diameter of crystal grain of the poly GONARU ferrite is limited to 5-20 micrometers.

[0027] Furthermore, the VIKKASU degree of hardness of the poly GONARU ferrite Less than by 100, when desired steel plate reinforcement is not obtained, a hardness difference with the second phase becomes large, and as shown in drawing 1 , the elongation flange nature of a steel plate falls. On the other hand, the VIKKASU degree of hardness of the poly GONARU ferrite If 150 is exceeded, conversely, steel plate reinforcement will become high and it will become difficult to acquire a desired intensity level. Therefore, the VIKKASU degree of hardness of the poly GONARU ferrite is 100-150. It limits.

[0028] The [second phase] The second phase of the steel plate of this invention consists of both film-like both [ either or ] which exist in bainite or the grain boundary. When the second phase is martensite, and a pearlite or a massive cementite, a interphase hardness difference with the poly GONARU ferrite which is the main phase becomes large, and as shown in drawing 1 , the elongation flange nature of a steel plate falls. Therefore, the second phase of the steel plate of this invention is limited to the cementite which exists in bainite and/or the grain boundary in the shape of film. In addition, although a cementite is a hard phase, if it is the cementite of the shape of film which distributes and exists in the grain boundary, compared with the cementite which exists in massive [ big and rough ], whenever [ in an interface with the main phase / stress concentration ] will be eased, and the bad influence to the elongation flange nature of a steel plate will be mitigated.

[0029] However, even if the second phase is a bainite and/or film-like cementite and the rate of the volume of this second phase is less than 15% When bainite and a film-like cementite exist as the second big and rough phase to the poly GONARU ferrite of the main phase As it becomes easy to produce a detailed crack in an interface with a ferrite and the relation between the pitch-diameter ratio of the main phase and the second phase and the rate of hole expanding is shown in drawing 2 , the elongation flange nature of a steel plate falls. Therefore, the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite does to under the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite. In addition, the result shown in drawing 2 arranges the evaluation result in the example mentioned later. Moreover, dSP shown in drawing 2: is the maximum of a bainite pitch diameter and film-like cementite average cross-section length, and this dPF is the diameter of average crystal grain of the poly GONARU ferrite.

[0030] In addition, the cross-section length of a film-like cementite as used in the field of this invention points out the major-axis length of the cutting plane of a film-like cementite at which it gazes in the cross section along the rolling direction of a steel plate, and a thing 1 micrometer or less is targetted in general for the thickness of a film-like cementite.

[0031] The steel plate of this invention is hot rolled sheet steel which has above-mentioned chemical composition and complex tissue, and can still also form a coat or paint films, such as resin, fats and oils or various paint, and electroplating, in that front face.

[0032] Next, the manufacture approach of the steel plate this invention is explained in detail. First, the steel which has the above-mentioned component presentation is ingoted, and it casts in the usual approach, and considers as slab. Other facilities may be used although it is advantageous from the point of productive efficiency that a converter and a continuous casting machine perform this ingot and casting. Subsequently, after carrying out heating maintenance of the slab in a 1050-1250-degree C

temperature requirement, The hot rolling with which finishing mill appearance side temperature (FDT) becomes the Ar3 transformation point - (Ar 3+100) \*\* is performed. It is characterized by cooling the temperature requirement to the temperature T defined by following formula (b) at least after this rolling termination with the average cooling rate of 40 - 100 \*\*/s, and rolling round at the temperature of 400 - 600 \*\* after that.

Account  $T(\text{degree-C}) = 615 - 48.0C - 8.4 \text{ Mn} + 28.6 \text{ Si}$  ---- (b)

C, Mn, and Si are the content (mass %) of each element.

[0033] In addition, the additional heat of the sheet bar after rough rolling may be carried out before finish rolling initiation, and fall prevention of finishing mill appearance side temperature may be aimed at. Moreover, the sheet bar after rough rolling may be joined and you may continuation-ize like a finish roll turner. Below, the reason for limitation of each manufacture conditions is explained.

[0034] [ -- slab stoving temperature whenever: -- 1050 - 1250-degree-C] -- in order to end hot rolling at predetermined finishing mill appearance side temperature and to obtain the hot-rolling plate of a desired property, it is necessary to heat the slab before hot rolling to suitable temperature That is, when whenever [ stoving temperature / of slab ] is less than 1050 degrees C, it becomes difficult to fulfill the finishing mill appearance side temperature conditions mentioned later. On the other hand, if whenever [ stoving temperature / of slab ] surpasses 1250 degrees C, it will become difficult for a slab organization to make it big and rough too much at the time of heating, and to get a desired steel plate organization after rolling at it. Therefore, whenever [ stoving temperature / of slab ] is limited to 1050-1250 degrees C.

[0035] [ -- finishing mill appearance side temperature: -- Ar3 transformation point - (Ar 3+100) \*\*] -- the finishing mill appearance side temperature of hot rolling: -- Ar3 If less than the transformation point, while the ferrite and the non-recrystallized ferrite which did expansion will be formed in a rolling direction and the anisotropy of the steel plate quality of the material will become large, the moldability of a steel plate falls. On the other hand, if finishing mill appearance side temperature exceeds \*\* (Ar 3+100), it will be easy to make a steel plate organization big and rough, and a desired organization will become is hard to be formed. Therefore, finishing mill appearance side temperature is Ar3. It limits to the transformation point - (Ar 3+100) \*\*.

[0036] [Cooling conditions] Cooling from after finish rolling to rolling up is a process important when adjusting the microstructure of a steel plate. It is necessary to choose the cooling conditions which avoid a pearlite transformation and a martensitic transformation, fully advancing a ferrite transformation on the occasion of manufacture of the steel plate of this invention. the nose of a pearlite transformation [ in / in the temperature T defined by above formula (b) / the continuous cooling transformation diagram Fig. of the steel plate of this invention ] -- it is equivalent to tip temperature. Therefore, in order to avoid generation of a pearlite during cooling from after finish rolling to winding, it is necessary to cool the temperature requirement to the above-mentioned temperature T with a predetermined cooling rate at least from finishing mill appearance side temperature.

[0037] That is, when the average cooling rate in the temperature requirement to the above-mentioned temperature T is less than 40 degrees C/s, a pearlite transformation takes place during cooling and it becomes easy to generate a pearlite as the second phase. Moreover, an average cooling rate If s is exceeded in 100 degrees C /, generating [ of delay and the poly GONARU ferrite ] will become inadequate [ advance of a ferrite transformation ]. Therefore, the average cooling rate to the above-mentioned temperature T at least is limited to 40 - 100 \*\*/s from finishing mill appearance side temperature. In addition, although especially the cooling conditions in the temperature requirement from temperature T to winding temperature are not limited, it is desirable to perform same cooling, for example, water cooling, from temperature T continuously to winding temperature from a viewpoint which avoids advance of the pearlite transformation by recuperation, and raises productive efficiency.

[0038] [Winding temperature] Winding temperature In being less than 400 degrees C and becoming easy to generate martensite as the second phase, aggravation of a steel plate configuration is also caused. On the other hand, winding temperature In exceeding 600 degrees C, while becoming easy to generate a pearlite as the second phase, a steel plate organization makes it big and rough, and stops being able to

obtain a desired organization easily. Therefore, winding temperature It limits to 400 - 600 \*\*.

[0039] In addition, even if it adds the process of acid washing or temper rolling on the occasion of manufacture of the steel plate of this invention if needed, the effectiveness by this invention is not spoiled. Moreover, it is also possible to perform after treatment, such as resin, fats-and-oils coating or various paint, and electroplating, in addition to the above-mentioned process.

[0040]

[Example] The component element shown in Table 1 was contained, the steel with which the remainder consists of Fe and an unescapable impurity was ingoted with the converter, and it considered as the cast piece in continuous casting. It hot-rolled on the conditions which show the obtained cast piece in Table 2, and considered as the hot-rolling plate of board thickness 2.9 mm. Subsequently, after carrying out acid washing of this hot-rolling plate and removing the scale of a steel plate surface, from this steel plate, the test piece was extracted and that microstructure and mechanical property were investigated. These results of an investigation are shown in Table 3.

[0041] Here, the microstructure of a steel plate investigated by observing a rolling direction cross section with an optical microscope or a scanning electron microscope. That is, about the poly GONARU ferrite content in a steel plate, it is a scale factor. It asked for the rate of occupancy area of the poly GONARU ferrite in the square field of 50mm around set as arbitration by image analysis using the 400 times as many cross-section organization photograph as this, and considered as the rate of the volume of the poly GONARU ferrite. About the particle size of the poly GONARU ferrite, it is JIS Z 0552. The grain size number was measured based on the convention, and it converted into the diameter of average crystal grain. In addition, the average cross-section length of the pitch diameter of bainite and a film-like cementite also measured collectively to crystal-grain-size measurement and coincidence of a ferrite. A micro hardness tester is used for the VIKKASU degree of hardness of the poly GONARU ferrite, and it is JIS Z 2244. It measured based on the convention.

[0042] The mechanical property of a steel plate was measured by the tension test and the hole expanding test. A tension test is JIS Z 2204 extracted so that the trial direction might become parallel to the \*\*\*\* direction. A regular No. 5 test piece is used and it is JIS Z 2241. It carried out based on the convention and tensile strength (TS) and elongation after fracture (EI) were measured. A hole expanding test is the Japan Iron and Steel Federation specification JFT T 1001. It carried out based on the convention and considered as the index of elongation flange nature in quest of the rate ( $\lambda$ ) of hole expanding.

[0043]

[Table 1]

鋼	化学成分(質量%)							
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca, REM	Ti, Nb
A	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	—	—
B	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	Ca:0.003	—
C	0.04	0.5	1.2	0.02	0.001	0.03	—	Ti:0.02
D	0.015	0.7	1.5	0.01	0.002	0.03	—	—
E	0.015	0.7	1.5	0.01	0.002	0.03	REM:0.008	Nb:0.05
F	0.045	0.8	1.8	0.01	0.001	0.04	—	—
G	0.06	0.3	1.2	0.01	0.001	0.05	—	—
H	0.015	0.3	0.3	0.01	0.002	0.03	—	—
I	0.04	0.1	1.2	0.02	0.001	0.03	—	—

[0044]

[Table 2]

鋼板	鋼	Ar <sub>3</sub> 変態点 (°C)	温度 T (°C)	熱間圧延条件			
				加熱温度 (°C)	仕上温度 (°C)	平均冷却速 (°C)	巻取温度 (°C)
1	A	815	617	1200	880	50	500
2	A	815	617	1260	920	50	540
3	A	815	617	1200	840	30	600
4	A	815	617	1200	880	—	640
5	B	815	617	1200	880	50	500
6	C	815	617	1200	880	50	500
7	D	815	622	1200	880	50	500
8	E	820	622	1200	880	50	500
9	F	785	621	1200	880	50	500
10	F	785	621	1200	880	80	300
11	G	800	611	1200	880	50	500
12	H	880	620	1200	920	50	540
13	I	805	606	1200	880	50	500

(※) 仕上圧延機出側温度～温度Tにおける平均冷却速度

[0045]

[Table 3]

鋼板	鋼	鋼板組織※						機械的特性				備考
		ポリゴナルフェライト			ベイナイト	塊状セムタイト	他	TS (MPa)	EI (%)	λ (%)	TS×λ (GPa%)	
		体積率 (%)	平均粒径 (μm)	硬度 (Hv)	平均径 (μm)	平均断面長 (μm)						
1	A	92	9	138	6	2	—	452	39.6	149	67.3	発明例
2	A	91	14	136	15	5	—	448	39.9	128	57.1	比較例
3	A	91	12	137	—	4	P	453	39.5	122	55.3	比較例
4	A	90	11	135	—	3	P	455	39.3	121	55.1	比較例
5	B	91	9	136	5	3	—	454	40.1	155	70.4	発明例
6	C	93	8	142	6	3	—	477	38.5	141	67.3	発明例
7	D	94	11	130	6	3	—	432	41.2	170	73.4	発明例
8	E	95	8	139	5	—	—	487	37.3	163	78.1	発明例
9	F	87	7	145	6	3	—	503	35.4	135	67.9	発明例
10	F	88	6	147	—	—	M	571	31	87	49.7	比較例
11	G	78	6	143	6	2	—	474	37.7	121	57.4	比較例
12	H	95	14	98	6	3	—	358	42.8	127	45.5	比較例
13	I	89	10	133	6	2	P	447	35.5	123	55	比較例

(※) —: 存在せず, P: パーライト, M: マルテンサイト

[0046] The hot rolled sheet steel of this invention is hot rolled sheet steel it has the tensile strength of 400 or more MPas, and 35% or more of elongation after fracture, and the rate of hole expanding surpassed 130 %, and the balance (TS×λ) of reinforcement and the rate of hole expanding excelled [ hot rolled sheet steel ] in elongation flange nature extremely more than with 60GPa%. On the other hand, the rate (λ) of hole expanding in the hot rolled sheet steel of the example of a comparison which separates from the convention range of this invention 130% or less, the balance (TS×λ) of reinforcement and the rate of hole expanding was below 60GPa(s) %, and elongation flange nature was inadequate as compared with the steel plate of this invention. In addition, as arranged about the tensile strength and the rate of hole expanding in the evaluation result shown in Table 3 at drawing 3 , the difference among both is clear.

[0047]

[Effect of the Invention] As explained above, according to this invention, hot rolled sheet steel suitable as a mold-goods material which has the elongation flange nature which was very excellent and which is

represented by autoparts can be offered, and marked effectiveness is done so on industry.

---

[Translation done.]